

## ⑫ 公開特許公報 (A)

昭61-9521

⑬ Int. Cl. <sup>4</sup>

C 21 D 8/12

識別記号

庁内整理番号

8218-4K

⑭ 公開 昭和61年(1986)1月17日

審査請求 未請求 発明の数 1 (全7頁)

⑮ 発明の名称 表面性状の優れた高磁束密度、低鉄損一方向性けい素鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭59-129140

⑰ 出 願 昭59(1984)6月25日

⑱ 発 明 者 井 口 征 夫 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内  
⑱ 発 明 者 筋 田 成 子 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内  
⑱ 発 明 者 田 中 智 夫 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内  
⑲ 出 願 人 川崎製鉄株式会社 神戸市中央区北本町通1丁目1番28号  
⑳ 代 理 人 弁理士 杉村 暁秀 外1名

## 明 細 書

1. 発明の名称 表面性状の優れた高磁束密度、  
低鉄損一方向性けい素鋼板の製  
造方法

## 2. 特許請求の範囲

1. C 0.01 ~ 0.06 wt%,

Si 3.2 ~ 4.5 wt%,

Mn 0.050 ~ 0.2 wt%, を含みかつ、

Se 0.008 ~ 0.1 wt%,

Mo 0.003 ~ 0.1 wt%, および

Sb 0.005 ~ 0.1 wt%

を含有するけい素鋼スラブを加熱した後熱間  
圧延を施して熱延板となし、次いでこの熱延  
板を均一化焼鈍と中間焼鈍を挟む2回以上の  
冷延を施して最終製品厚の冷延板となしその  
後、脱炭を兼ねた1次再結晶焼鈍を施し、さ  
らに最終仕上焼鈍を施して{110}<001>  
方位の2次再結晶粒を発達させる一方向性け  
い素鋼板の製造方法において、

前記スラブの表面層にMoあるいはMo化合物

物を濃化させることを特徴とする表面性状の  
優れた高磁束密度、低鉄損一方向性けい素鋼  
板の製造方法。

## 3. 発明の詳細な説明

(技術分野)

高磁束密度、低鉄損の一方向性けい素鋼板の製  
造に関連してこの明細書で述べる技術内容は、上  
記性能に加えてくに表面性状の改善についての開  
発成果を提案するところにある。

(技術的背景)

一方向性けい素鋼板は主として変圧器、その他  
の電気機器鉄芯として利用され、その磁化特性が  
優れていること、すなわち鉄損(W<sup>17/80</sup>で代表  
される)の低いことが要求されている。

このためには、第一に鋼板中の2次再結晶粒の  
<001>方位粒を圧延方向に高度に揃えることが  
必要であり、第二には、最終製品の鋼中に存在す  
る不純物や析出物をできるだけ減少させる必要が  
ある。

これらの点の綿密な留意の下で製造される一方

向性けい素鋼板は今日まで多くの改善努力によってその鉄損値も年を追って改善され、最近では板厚0.80 mmの製品で $W_{17/50}$ の値が1.05 W/kg程度に低い鉄損値のものが製造されている。

しかし数年前のエネルギー危機を境にして電力損失のより少ない電気機器を求める傾向が一段と強まり、それらの鉄芯材料としてさらに鉄損の低い一方向性けい素鋼板の製造が要請されるようになっていく。

(従来技術とその問題点)

ところで一方向性けい素鋼板の鉄損を下げるには、

- Si含有量を高める、
- 製品板厚を薄くする、
- 2次再結晶を細かくする、
- 不純物含有量を低減する、
- $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位の2次再結晶粒をより高度に揃える

など、主に冶金学的な手法が一般に知られているが、これらの手法は、現行の生産手段での限界値

に達し、もはやそれ以上の改善は極めて難しく、たとえ多少の改善が認められてもその努力の割には鉄損改善の実効は僅かとなるような状況になって来ている。

これらの方法とは別に特公昭54-28647号公報に開示されているように鋼板表面に2次再結晶阻止領域を形成させることにより、2次再結晶粒を細粒化させることが提案されている。しかしこの技術は2次再結晶粒径の制御が安定していないため、実用的とはいえない。

一方、特公昭58-5988号公報には2次再結晶後の鋼板の表面にボールペン状小球によつて微小歪を導入することにより磁区の幅を微細化し、鉄損を低減する技術、さらに特公昭52-2252号公報には最終製品板表面に圧延方向とほぼ直角にレーザービームを数mm間隔に照射し、鋼板表面に高転位密度領域を導入することにより磁区の幅を微細化し、この鉄損を低減する技術も統一提案されている。そしてまた特開昭57-188810号公報では放電加工により鋼板表面に微小歪

を導入して磁区幅を微細化し、鉄損を低減する同様な技術が提案されている。

これら3種類の方法はいずれも2次再結晶後の鋼板の地鉄表面に微小な塑性ひずみを導入することにより、磁区幅を微細化して鉄損の低減を図るものであつて、均しく実用的であり、かつ鉄損低減効果も優れているが、鋼板の打抜き加工、剪断加工や巻き加工後の歪取り焼鈍やその他コーティングの焼付け処理の如き熱処理によつて塑性ひずみ導入による効果が減殺される欠点を伴う。なおコーティング処理後に微小な塑性ひずみを導入する場合は、絶縁性を維持するために絶縁コーティングを再塗装せねばならず、ひずみ付与工程、再塗装工程と、工程の大幅増加になりコストアップをもたらす。

以上一般的な、そして最近の低鉄損一方向性けい素鋼板の一連の開発動向について略述したように、実用上問題なしとしない。

とくに最近では省エネの観点から通常の製品板厚である0.80、0.85 mm厚の製品に加えて、さ

きに触れたような製品板厚の薄い0.23 mm厚、又は0.20 mm厚の製品がさかんに使用されるようになってきているが、このような状況下において低鉄損一方向性けい素鋼板をさらに有効に製造するための開発研究は、素材成分から最終の被膜処理工程に至るまでの諸工程のすべてにつき根本的な再検討が必要となつてきたのである。

以前から発明者らは低鉄損を有する一方向性けい素鋼板を製造するためには、現行3.0 wt% (以下単に%で示す)のSi量をさらに増加させて電気抵抗を高めて鉄損を低くする方法を採用している。しかしながら通常Si含有量が3.2%以上においては、熱間ぜい化が顕著となり、スラブ加熱あるいは熱間圧延途中で熱間割れを生じ、この表面割れが熱延以後の2回の冷間圧延と4回に及ぶ焼鈍処理後までも残存して、製品の表面性状が著しく劣化するという重大な問題(井口、伊藤：日本金属学会会報，Vol 28，(1984)，P. 276参照)について検討を進めた。

この問題を解決するため発明者らは、さきに特

・願昭58-90040号明細書において3.1～4.5%のの高い素鋼中に0.005～0.1%のMoを添加し、さらにこのけい素鋼スラブの加熱炉への装入を800℃以上の高温にすることにより、表面性状および磁気特性の優れた一方向性けい素鋼板の製造方法を提案した。この手法の採用により、高い素鋼中の表面性状は大幅に改善されたが、まだスラブ加熱温度が高い場合又はけい素鋼中のSe又はSb含有量が高い場合において依然として製品の表面性状の劣化がしばしば起り、まだ大きな問題として残されている。

( 発明の動機 )

このような状況下において発明者らは、3.2%以上の高い素鋼中で製品の表面性状が良好な状況をいかに安定して作り出すことができるかについて数多くの試行実験を実施したところその結果C 0.001～0.06%、Si 3.2～4.5%、Mn 0.050%を含みかつ、Se 0.008～0.1%、Mo 0.003～0.1%およびSb 0.005～0.1%を含有するけい素鋼スラブの表面層にMoあるいはMo化合物を

濃化させることにより表面性状が良好で、而も高磁束密度で低鉄損を有する一方向性けい素鋼板が製造できることを見出し、この発明を完成するに至った。

( 発明の構成 )

この発明は、C 0.01～0.06%、

Si 3.2～4.5%、

Mn 0.050～0.2%、を含みかつ、

Se 0.008～0.1%、

Mo 0.003～0.1%および

Sb 0.005～0.1%

を含有するけい素鋼スラブを加熱した後熱間圧延を施して熱延板となし、次いでこの熱延板を均一化焼鈍と中間焼鈍を挟む2回以上の冷延を施して最終製品厚の冷延板となしその後、脱炭を兼ねた1次再結晶焼鈍を施し、さらに最終仕上焼鈍を施して{110}<001>方位の2次再結晶粒を発達させる一方向性けい素鋼板の製造方法において、

前記スラブの表面層にMoあるいはMo化合物を濃化させることを特徴とする表面性状の優れた高

磁束密度、低鉄損一方向性けい素鋼板の製造方法である。

以下この発明を由来するに至った実験結果に基づいて具体的に説明する。

C 0.041%、Si 3.00%、Mn 0.065%、Se 0.018%およびSb 0.025%を含有する鋼塊(A)、

C 0.040%、Si 3.00%、Mn 0.068%を含みSe 0.018%、Mo 0.013%およびSb 0.025%を含有する鋼塊(B)、

C 0.043%、Si 3.42%、Mn 0.072%を含みかつSe 0.019%、Sb 0.023%を含有する鋼塊(C)ならびは

C 0.044%、Si 3.43%を含みSe 0.019%、Mo 0.014%およびSb 0.023%を含有する鋼塊(D)

の4種類(すべて100kg鋼塊)を50mm厚のスラブとした。そのスラブの表面に研磨を施しスケールを除去した後CaMoO<sub>4</sub>の希薄水溶液(0.1mol/l)をスラブ両面に5g/m<sup>2</sup>の割合で塗布した。また比較のために塗布しないままの各スラブも用意した。

これらのスラブはArガス中で1850℃、1時間加熱後熱間圧延を施して2.7mm厚とした。

その後900℃で3分間の均一化焼鈍後、950℃で3分間の中間焼鈍をはさんで2回の冷間圧延を施して0.80mm厚の最終冷延板とした。

ついで湿水素中820℃で5分間の脱炭・1次再結晶焼鈍を施した後、鋼板表面にMgOを主成分とする焼鈍分離剤を塗布してから、Arガス中850℃で50時間の2次再結晶焼鈍および乾H<sub>2</sub>中1180℃で5時間の鈍化焼鈍を施した。

そのときの製品の磁気特性および表面性状を表1にまとめて示す。

表 1

溶材成分 磁気特性および表面性状 塗布の有無	比較材 (塗布なし)		CaMoO <sub>4</sub> を塗布	
	磁気特性 B <sub>10</sub>	表面性状 W <sub>17/50</sub> (W/kg)	磁気特性 B <sub>10</sub>	表面性状 W <sub>17/50</sub> (W/kg)
(A) G: 0.041%, Si: 3.00%, Mn: 0.065%, Se: 0.018%, Sb: 0.025%	1.93	1.14	1.92	○
(B) G: 0.040%, Si: 3.00%, Mn: 0.063%, Se: 0.018%, Mo: 0.013%, Sb: 0.025%	1.93	1.11	1.93	○
(C) G: 0.043%, Si: 3.42%, Mn: 0.072%, Se: 0.019%, Sb: 0.023%	1.92	1.02	1.93	△
(D) G: 0.044%, Si: 3.43%, Se: 0.019%, Mo: 0.014%, Sb: 0.023%	1.93	1.00	1.93	○

○ 表面性状良好  
△ 表面性状若干悪い  
× 表面性状劣悪

表 1 から供試スラブ (A) と (B) による通常 Si 量の製品の磁気特性 B<sub>10</sub> は 1.92 ~ 1.93 T、鉄損 W<sub>17/50</sub> が 1.10 ~ 1.14 W/kg であつて鋼中に Mo を微量添加した供試スラブ (B) によるものの方が B<sub>10</sub>, W<sub>17/50</sub> 共に若干良く、一方製品の表面性状は表面塗布しない (A) の試料において若干悪いが、鋼中に Mo を微量添加した (B) の試料では表面塗布有無にかかわらず製品の表面性状が良好であつた。

これに対して表 1 中の供試スラブ (C) と (D) のように Si 量を増加させたとき製品の磁気特性は、B<sub>10</sub> が 1.92 ~ 1.93 T で (A) 又は (B) の試料と同程度であるが、W<sub>17/50</sub> の値は 0.98 ~ 1.02 W/kg で (A) 又は (B) の両試料にくらべてより良好であることが注目される。

なお (C) と (D) の試料比較では鋼中に Mo を微量添加した (D) の試料の W<sub>17/50</sub> がより良好である。

さらに製品の表面性状は、実験条件から顕著に異なることが注目される。すなわち (C) の試料で

製品の表面性状は表面に Mo 化合物を塗布すると若干改善されるが、塗布しない場合には表面性状が劣悪である。

これに対してスラブ (D) の鋼中に微量の Mo を添加したときの製品の表面性状は表面に Mo 化合物を塗布するときわめて良好であるが、塗布しない場合には表面性状が若干悪い。

第 1 図 (a), (b) は表 1 中の (D) の試料のスラブ表面に CaMoO<sub>4</sub> の希薄水溶液を塗布後 1350 °C で 1 時間加熱したときの表面の電子・プローブ・マイクロアナライザーによる Fe, Mn, Si, O, S, Se, Sb, P, Mo, Ca および Mg 各元素の線分析を行なった結果の代表的な 1 例を示す。

第 1 図 (a), (b) からわかるように Mo が検出される位置において P および S, Se および Sb が高く、逆に O, Fe, Si, Ca が低くなっているのが注目される。

この電子・プローブ・マイクロアナライザーによる線分析の結果からスラブ表面に Mo

化合物を塗布した後スラブ加熱すると Mo が熱間ぜい化元素である P、そして S, Se, および Sb を濃化させて表面近傍の結晶粒界を強化する作用があるためにスラブ加熱あるいは熱間圧延途中の粒界ワレを有効に防止することが可能であり、けい素鋼中の Si 量を増加させても製品の表面性状の改善が可能であることが確認された。

これにより先に発明者らは、特公昭 58-32215 号公報において微細な MnS あるいは Solute S をインヒビターとする 0.05% 以下の低 Mn を含有した一方向性けい素鋼においてスラブ表面あるいは熱延板表面上に Mo 含有量を濃化させる方法を既に開示している。

この製造方法は低 Mn 状態で微細な MnS あるいは Solute S を鋼中に微細分散させてインヒビターの増強を図ることにより磁束密度の高い製品を作ることを行つたもので、その際表面割れやきず等の表面欠陥を多発させる原因となる硫化鉄 (FeS) が数多く形成されるようになるが、少量の Mo により、鋼板表面あるいは表面近傍で硫化 Mo (お

そらく  $\text{Mo}_2\text{S}_8$  ) 化合物の微細析出物を優先析出させることにより、表面欠陥の防止を狙ったものである。

これに対してこの発明では鉄損を低減させるために Si 量を増加させた場合において、0.051 ~ 0.2 % の通常 Mn 含有量でかつ、インヒビターとして Se 0.008 ~ 0.1 %、Mo 0.008 ~ 0.1 % および Sb 0.005 ~ 0.1 % をともに複合添加しインヒビター作用を増強した素材を用いたスラブ表面上に、Mo 化合物を塗布することにより表面性状の改善を図ったものである。

したがってこの発明を特公昭 58-32215 号公報と比較したとき、製品の磁気特性は  $B_{10}$  が 1.93 T 程度で同程度であるが、 $W_{17/50}$  が 0.10 ~ 0.12 W/kg とこの発明の方が 1.5 グレード程度も極端に向上していることが注目される。

このような低鉄損の高級製品を製造するための手段としてこの発明は、スラブ表面上に Mo 化合物の塗布により、同時に表面性状の改善を図ることに成功したものであり、当時の磁気特性レベル

から判断してこのような低鉄損を有する高級製品の製造が可能であることは予想できなかったものである。

次にこの発明においてけい素鋼中の成分組成を限定する理由を説明する。

C は 0.01 % 未満では熱延中の粗大粒の細粒化が困難であり、また 0.06 % をこえると脱炭工程において脱炭に時間がかかり経済的でないので、0.01 ~ 0.06 % の範囲にする必要がある。

Si はこの発明では低鉄損の製品を得るために Si 含有量を 8.2 % 以上にする必要がある。一方 4.5 % より多いと冷延の際に脆性割れを生じやすいため、Si は 8.2 ~ 4.5 % の範囲にする必要がある。

Mn は MnSe のインヒビターを微細分散させるための重要な元素であり、通常の製造工程においては Mn が 0.050 % 未満では表面欠陥の原因となる FeSe 又は Solute S の量が多くなるので工業的に安定して使用できない。また Mn が 0.2 % をこえると、MnSe の析出物を解離・固溶させるため

に高温スラブ加熱を必要とし経済的でなくなるので、Mn は 0.05 ~ 0.2 % 以内にする必要がある。

Se は 0.008 % 未満では MnSe のインヒビター抑制効果が弱く、一方 0.1 % より多いと熱間および冷間加工性が著しく劣化するので Se は 0.008 ~ 0.1 % の範囲内にする必要がある。

Mo は 0.008 % より少ないと 1 次再結晶粒の成長抑制効果が明らかでなく、一方 0.1 % より多いと熱間および冷間加工性が低下し、また脱炭工程まで脱炭に時間がかかり経済的でないので、Mo は 0.008 % ~ 0.1 % の範囲内にする必要がある。

Sb は 0.005 % より少ないとインヒビター抑制効果が弱く、また 0.1 % より多いと熱間および冷間加工性が著しく劣化するので Sb は 0.005 ~ 0.1 % の範囲内にする必要がある。

この発明によれば、上述の如くけい素鋼中に制限された C, Si, Mn, Se, Mo, Sb を制御する必要があるが、その他に通常けい素鋼中に添加される公知のインヒビター Al, B の何れか 1 種または 2 種以上を合計量で 0.08 % 以下を追加させて

もこの発明の効果を妨害するものではない。

その他一般的に Cr, Ti, V, Zr, Nb, Ta, Cu, Ni, Sn, P, As さらには S など、不可避元素が微量含有されることも妨げない。

次にこの発明による一連の製造工程について説明する。

この発明の素材を溶製するには LD 転炉、電気炉、平炉、その他公知の製鋼方法を用いて行い得ることは勿論、真空処理、真空溶解を併用することができる。また造塊手段も通常の鑄型に注入する手段のほか連続鑄造も好適に行うことができる。

次に加熱前のスラブは表面に Mo を含む無機化合物 (例えば  $\text{CuMoO}_4$ ,  $\text{MoO}_3$ ,  $\text{H}_2\text{MoO}_4$  等) を均一に塗布すればよい。

またスラブ表面に塗布する Mo 化合物の水溶液の濃度は 0.005 mol/l 以上で、塗布量は 0.5 ~ 20 g/m<sup>2</sup> 塗布すれば良く、この塗布方法は従来公知のいずれもの方法を用いてよい。このような表面塗布後スラブは 1250 °C 以上で加熱され、

鋼中のMnSeを解離・固溶した後熱間圧延が施され、通常2～5mm厚程度の熱延板とされる。

次に熱延板は均一化焼鈍後に冷延される。冷延は850～1000℃の中間焼鈍をはさんで2回の冷間圧延を施して0.18～0.85mm厚の最終冷延板とするが、通常は0.8mm厚である。

最終冷延を終り、製品板厚となつた鋼板は次の脱炭焼鈍に付される。この焼鈍は冷延組織を1次再結晶化すると同時に最終焼鈍で{110}<001>方位の2次再結晶粒を発達させる場合に有害なCを除去するのが目的で、例えば750℃から850℃で3分～15分程度の湿水素中での焼鈍のように既に公知になつていゝような方法をも用いることができる。

最終焼鈍は{110}<001>方位の2次再結晶粒を充分発達させるために施されるもので、通常箱焼鈍によつて直ちに1000℃以上に昇温し、その温度に保持することによつて行なわれる。この最終焼鈍は通常マグネシア等の焼鈍分離剤を塗布し、箱焼鈍によつて施されるが、この発明にお

いて{110}<001>方位に極度に揃つた2次再結晶粒を発達させるためには820℃から900℃の低温で保定焼鈍する方が有利であるが、あるいは例えば0.5～15℃/hrの昇温速度の徐熱焼鈍でもよい。

次にこの発明を実施例について説明する。

#### 実施例1

C 0.044%、Si 3.4%、Mn 0.72%を含み、かつSe 0.020%、Mo 0.020%およびSb 0.025%を含有する連鋳スラブ表面上にCrMoO<sub>4</sub>の水溶液(0.005mol/l)を2g/m<sup>2</sup>均一に塗布した後1380℃で1時間加熱後、熱間圧延を施して2.4mm厚の熱延板とした。

その後900℃で3分間の均一化焼鈍950℃で3分間の中間焼鈍をはさんで0.80mm厚と0.28mm厚の各最終冷延板とした。

その後820℃で3分間の湿水素中での脱炭・1次再結晶焼鈍後鋼板表面にMgOを主成分とする焼鈍分離剤を塗布した後、850℃で50時間の2次再結晶焼鈍および乾水素中1200℃で5時

間の鈍化焼鈍を施した。

そのときの製品の磁気特性および表面性状は次のようであつた。

0.80mm厚の製品： $B_{10} = 1.93\text{ T}$ 、 $W_{17/50} :$

0.97 W/kg、表面性状は良好、

0.28mm厚の製品： $B_{10} = 1.90\text{ T}$ 、 $W_{17/50} =$

0.85 W/kg、表面性状は良好、

#### 実施例2

C 0.046%、Si 3.60%、Mn 0.076%を含みかつSe 0.019%、Mo 0.018%およびSb 0.023%を含有する連鋳スラブ表面上にMoO<sub>3</sub>の水溶液(0.01mol/l)を5g/m<sup>2</sup>均一に塗布した後1350℃で2時間加熱後、熱間圧延を施して2.0mm厚の熱延板とした。

その後900℃で3分間の均一化焼鈍後、950℃で3分間の中間焼鈍をはさんで0.28mm厚の最終冷延板とした。

その後湿水素中で800℃で5分間の脱炭焼鈍後、鋼板表面上にMgOを主成分とする焼鈍分離剤を塗布した後、850℃で50時間の2次再結晶焼鈍およ

(そのときの製品の磁気特性および表面性状は次のとおりであつた。よび乾水素中1200℃で5時間の鈍化焼鈍を施した。)

$B_{10} = 1.90\text{ T}$ 、 $W_{17/50} = 0.84\text{ W/kg}$  この製品の表面性状は良好であつた。

#### 実施例3

C 0.051%、Si 4.26%、Mn 0.082%を含みかつSe 0.025%、Mo 0.040%およびSb 0.030%を含有するけい素鋼連鋳スラブ表面上にH<sub>2</sub>MoO<sub>6</sub>の水溶液(0.05mol/l)を8g/m<sup>2</sup>均一に塗布した後、1380℃で90分加熱後、熱間圧延して2.0mm厚の熱延板とした。その後950℃で3分間の均一化焼鈍後、950℃で3分間の中間焼鈍をはさんで0.20mm厚の最終冷延板とした。その後湿水素中で820℃で5分間の脱炭焼鈍後、鋼板表面上にMgOを主成分とする焼鈍分離剤を塗布した後、850℃で50時間の2次再結晶焼鈍および乾水素中1200℃で5時間の鈍化焼鈍を施した。そのときの製品の磁気特性および表面性状は次のようであつた。

$B_{10} = 1.89\text{ T}$   $W_{17/50} = 0.76\text{ W/kg}$ 、この製品の表面性状はヘゲ、線ヘゲ等の欠陥は全くなく

良好であつた。

( 発明の効果 )

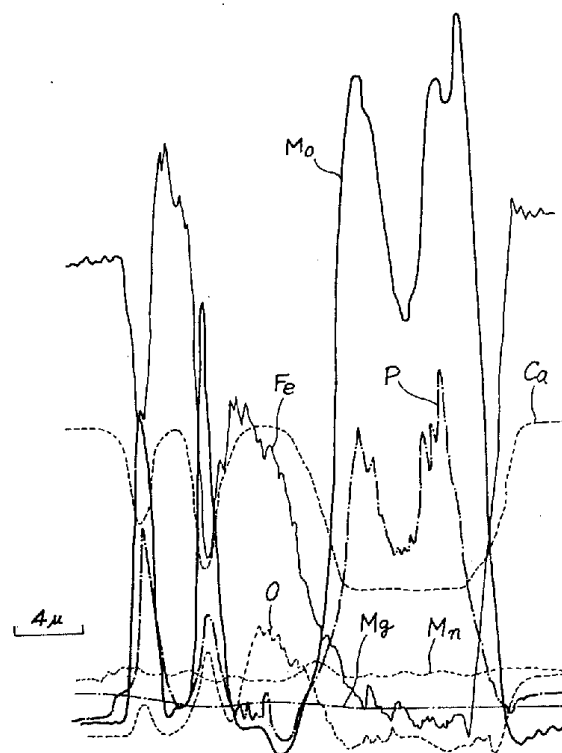
以上この発明によれば  $B_{10}$  が  $1.90\text{ T}$  以上の高磁束密度で、鉄損が  $0.30\text{ W/kg}$  で  $1.00\text{ W/kg}$  以下、 $0.28\text{ mm}$  厚で  $0.90\text{ W/kg}$  以下および  $0.20\text{ mm}$  厚で  $0.80\text{ W/kg}$  以下の低鉄損で表面性状の優れた一方向性けい素鋼板を極めて安定して製造することができる。

#### 4. 図面の簡単な説明

第1図は電子・プローブマイクロアナライザーによるけい素鋼スラブ表面近傍の Fe, Mn, Si, O, S, Se, Sb, P, Mo, Ca および Mg 元素の線分析を示す図である。

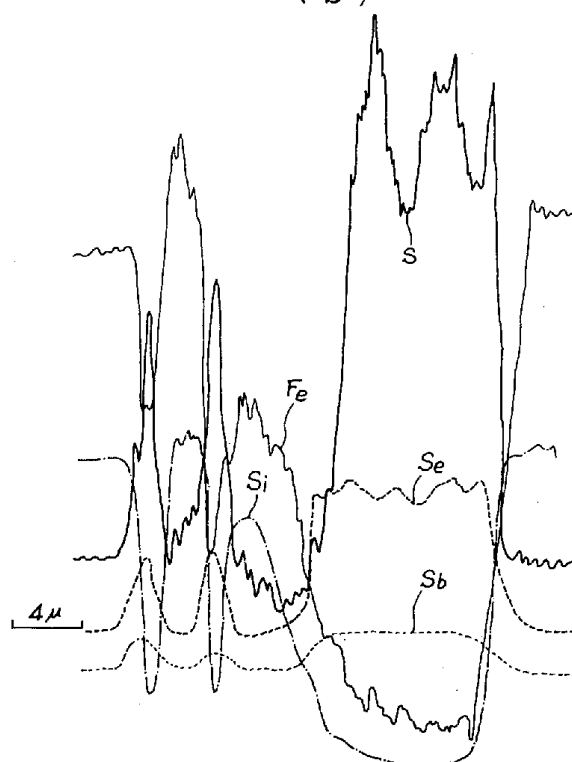
第 1 図

( a )



第 1 図

( b )



**PAT-NO:** JP361009521A  
**DOCUMENT-IDENTIFIER:** JP 61009521 A  
**TITLE:** MANUFACTURE OF GRAIN  
ORIENTED SILICON STEEL SHEET  
SUPERIOR IN SURFACE PROPERTY  
AND HAVING HIGH MAGNETIC  
FLUX DENSITY, LOW IRON LOSS  
**PUBN-DATE:** January 17, 1986

**INVENTOR-INFORMATION:**

NAME	COUNTRY
IGUCHI, MASAO	
SUJITA, SHIGEKO	
TANAKA, TOMOO	

**ASSIGNEE-INFORMATION:**

NAME	COUNTRY
KAWASAKI STEEL CORP	N/A

**APPL-NO:** JP59129140  
**APPL-DATE:** June 25, 1984

**INT-CL (IPC):** C21D008/12

**US-CL-CURRENT:** 148/113

**ABSTRACT:**

**PURPOSE:** To obtain extremely stably the titled grain oriented silicon steel by condensing Mo



(compound) to a silicon steel slab surface layer having a specified component compsn., then heating, hot rolling, cold rolling, next applying primary recrystallization treatment and final finishing annealing to said material.

CONSTITUTION: A silicon steel slab contg. by weight 0.01~0.06% C, 3.2~4.5% Si, 0.050~0.2% Mn, 0.008~0.1% Se, 0.003~0.1% Mo and 0.005~0.1% Sb is manufactured. Next, inorganic compound (e.g.  $\text{CuMoO}_3$ ,  $\text{H}_2\text{MoO}_3$ , etc.) contg. Mo is coated uniformly on the surface of the slab, said body is heated, then hot rolled to obtain the hot rolled plate having usually about 2~5mm thickness. Next the hot rolled plate is homogenizing annealed then cold rolled  $\geq 2$  times interposing intermediate annealing at 850~1,000°C to the final product thickness (usually 0.3mm thickness), then subjected to primary recrystallization annealing applied also as decarbonization, further subjected to the final finishing annealing. As the result, the grain oriented silicon steel sheet in which secondary recrystallized grain having  $[110]\langle 001 \rangle$  orientation is developed is obtained.

COPYRIGHT: (C)1986, JPO&Japio